



ДИФФУЗИОННАЯ СВАРКА МИКРОДИСПЕРСНОГО КОМПОЗИТА $AMg5+27\% Al_2O_3$ С ПРИМЕНЕНИЕМ НАНОСЛОЙНОЙ ФОЛЬГИ Ni/Al

Чл.-кор. НАН Украины **А. Я. ИЩЕНКО**, **Ю. В. ФАЛЬЧЕНКО**, канд. техн. наук, **А. И. УСТИНОВ**, д-р техн. наук, академик НАН Украины **Б. А. МОВЧАН**, **Г. К. ХАРЧЕНКО**, д-р техн. наук, **А. Н. МУРАВЕЙНИК**, **Т. В. МЕЛЬНИЧЕНКО**, кандидаты техн. наук, **А. Э. РУДЕНКО**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Показано, что присутствие прослойки между свариваемыми поверхностями способствует формированию прочного (порядка 70 % прочности основного материала) сварного соединения без изменения однородности распределения упрочняющих частиц (Al_2O_3). Активирующее воздействие прослойки на процесс диффузионной сварки обусловлено реакцией синтеза с образованием в зоне соединения интерметаллидной фазы $NiAl_3$, которая в условиях нагрева под давлением фрагментируется и растворяется в матричной фазе композита.

Ключевые слова: диффузионная сварка, композит, электронно-лучевое осаждение, нанослойная фольга, твердофазный синтез

Применение композиционных материалов (КМ) при создании сложных механических систем (авиадвигатели, корпусные узлы, стабилизаторы ракет, поршни, шатуны и другие детали автомобильных двигателей) в ряде случаев сдерживается из-за неудовлетворительной свариваемости [1]. Использование традиционных методов соединения материалов путем плавления обычно приводит к насыщению металла шва газами и (или) к нарушению однородности распределения упрочняющей компоненты КМ (сварка лазером или электронным лучом). Кроме того, за время термического цикла сварки компоненты КМ, как правило, вступают между собой в химическое взаимодействие и материал теряет свои прочностные свойства.

Сварка плавлением дисперсно-упрочненных КМ на основе алюминия затруднена также из-за высокой вязкости металла в сварочной ванне, эффектов агломерации армирующих частиц (при применении в качестве армирующих частиц Al_2O_3), диссоциации армирующих частиц при применении частиц SiC . Образующиеся при этом в шве конгломераты упрочняющих частиц или карбидов алюминия приводят к снижению прочности и коррозионной стойкости сварных соединений [2–4].

Использование способа диффузионной сварки в вакууме (ДСВ) для формирования неразъемных соединений алюмокомпозитов позволяет избежать некоторых отмеченных выше трудностей и получить качественные соединения КМ с металлической матрицей [5].

Анализ явлений, протекающих при ДСВ, показывает, что значения параметров процесса сварки (температура, давление, время формирования сварного соединения и т. п.) в значительной степени зависят от условий, обеспечивающих активацию свариваемых поверхностей, т. е. разрушения оксидной пленки, пластической деформации поверхностных слоев кромок и т. п. Известно, что при ДСВ высокопрочных материалов условия активации поверхности значительно облегчаются при введении между свариваемыми поверхностями прослойки из пластичных сплавов — алюминия, меди, никеля, серебра или золота, а также в виде гальванических или тонкопленочных покрытий. В качестве прослойки при ДСВ используются также порошковые материалы, эффективность которых связывают с высокоразвитой свободной поверхностью порошков и, как следствие, их высокой диффузионной активностью [6].

Дополнительную активацию свариваемых поверхностей получали при использовании прослоек, состоящих из двух фольг на основе различных элементов, в которых при повышении температуры развивались процессы контактного плавления, сопровождающиеся появлением жидкой прослойки, что способствовало активации свариваемых поверхностей при более низких температурах и давлении [7].

Таким образом, из анализа работ, посвященных разработке методов формирования неразъемных соединений КМ, видно, что введение прослойки, способных к пластической деформации и ускорению протекания диффузионных процессов (например, из-за высокой плотности границ раздела), обеспечивает активацию свариваемых поверхностей и формирование сварного соединения. С



этой точки зрения для этих целей могут быть использованы слоистые материалы на основе элементов с высокой реакционной способностью.

Известно, что при нагреве в таких слоистых материалах происходят твердофазные реакции с образованием интерметаллидов, которые сопровождаются выделением тепла. Можно предположить, что в условиях приложения внешнего давления эти процессы будут способствовать развитию пластической деформации в приповерхностных слоях материала и удалению оксидной пленки с поверхности.

Скорость протекания твердофазных реакций в слоистых материалах зависит от толщины слоев. С их уменьшением скорость протекания реакции синтеза увеличивается [8], поэтому для наиболее эффективного воздействия прослоек на свариваемые поверхности предпочтительнее использовать нанослойные материалы.

В связи с изложенным в настоящей работе на примере КМ $\text{AMg5} + 27\% \text{Al}_2\text{O}_3$ исследованы возможности формирования сварных соединений с помощью нанослойной прослойки, состоящей из слоев никеля и алюминия.

Методика подготовки образцов для исследования. Нанослойную фольгу на основе системы Ni/Al получали методом послойного электронно-лучевого осаждения элементов на горизонтально вращающуюся подложку, закрепленную на вертикальном вале установки УЭ204, по методике, описанной в ряде работ (например, [9]). Схема процесса формирования фольги представлена на рис. 1. Для осуществления послойного осаждения элементов вакуумную камеру разделяли вертикально расположенным сплошным экраном на две равные части, в каждой из которых были уста-

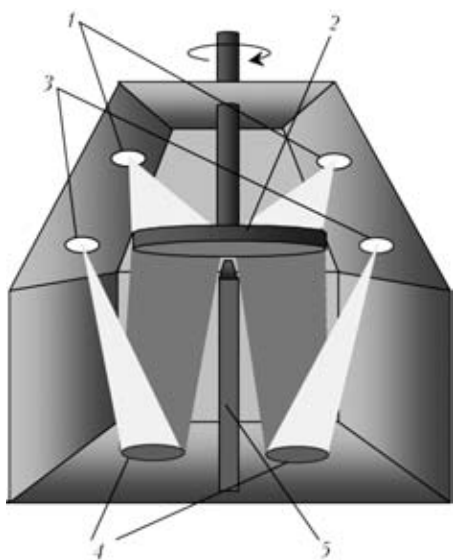


Рис. 1. Схема процесса электронно-лучевого осаждения конденсатов со слоистой структурой: 1 — нагревные электронно-лучевые пушки; 2 — подложка; 3 — испарительные электронно-лучевые пушки; 4 — тигли со слитками для испарения; 5 — разделительный непроницаемый экран

новлены медные водоохлаждаемые тигли, в один из которых помещали слиток никеля, а в другой — алюминия. Подложку крепили на вертикальный вал, ось которого размещена над разделительным экраном. С помощью нагревных электронно-лучевых пушек нагревали подложки до заданной температуры, которую контролировали в процессе осаждения термомпарой, спай которой был закреплен таким образом, чтобы он был максимально приближен к поверхности, на которой осаждался конденсат. До начала осаждения конденсата на поверхность подложки осаждался тонкий слой ($1...2$ мкм) CaF_2 , способствующий в дальнейшем отделению фольги от подложки. Затем испарительными пушками на поверхности слитков создавали расплавленную ванну, из которой производили испарение, интенсивность которого регулировали током электронного луча. Вращение подложки и наличие разделительного экрана позволяло последовательно осаждать слои из чистых элементов. Соотношение толщины отдельных слоев элементов определяли соотношением интенсивностей испарения слитков, а их суммарную толщину варьировали скоростью вращения подложки. Общую толщину фольги при заданной интенсивности испарения элементов задавали длительностью процесса осаждения.

Сварку КМ проводили в установке П-115 способом ДСВ в формирующих матрицах с принудительным деформированием зоны контакта.

Образцы из КМ размером $15 \times 15 \times 4$ мм для удаления нагарованного слоя, образующегося при прокатке, шлифовали, обезжиривали, а непосредственно перед сваркой зашабривали. Подготовленные образцы фиксировали в формирующих матрицах, которые устанавливали в массивной обойме между верхним и нижним пуансонами для соосности приложения давления сварки и выравнивания температурного поля вокруг образцов.

Нагрев осуществляли пластинчатыми нагревателями из молибдена. Для удобства обслуживания установки и доступа к изделию нагреватель состоит из двух половинок, закрепленных на водоохлаждаемых медных кронштейнах на дверцах вакуумной камеры. В рабочем положении при закрытых дверцах камеры нагреватель образует кольцо.

Температуру сварки измеряли потенциометром МПЩПл-54. В качестве датчика применяли хромель-алюмелевую термомпару, которую фиксировали в обойме в специальном зажиме.

Сварочное давление прикладывали от ручного пресса через клин, находящийся под вакуумной камерой, и нижний пуансон, прилегающий к сборке свариваемых заготовок. Прилагаемое давление контролировали индикатором типа ИЧ, установленным в динамометре между прессом и клином. Вакуум в камере оценивали по показаниям ионизационно-термомпарного вакуумметра марки ВИТ-3.

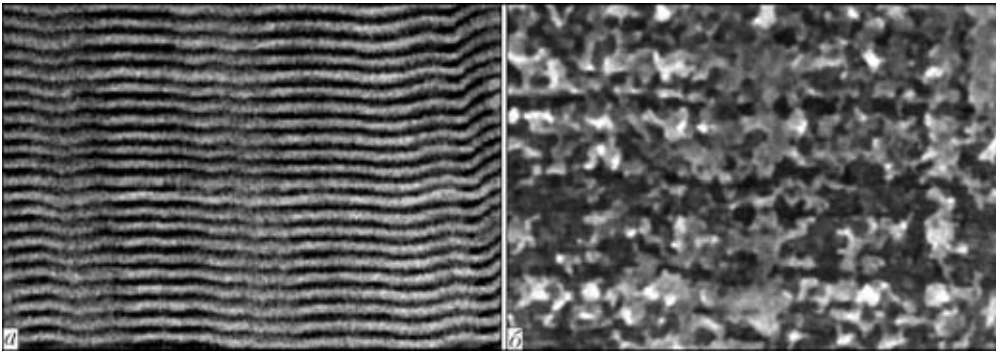


Рис. 2. Микроструктуры поперечного сечения многослойной фольги (светлые слои — никель, темные — алюминий) в исходном состоянии (а, $\times 20000$) и после протекания в ней реакции высокотемпературного синтеза без приложения давления (б, $\times 10000$)

После завершения процесса сварки и охлаждения обоймы до температуры $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ образцы вынимали из камеры. Порезку образцов для металлографических исследований структуры и механических испытаний проводили на электроэрозсионном станке.

Для приготовления металлографических шлифов КМ с армирующими частицами, твердость которых значительно выше твердости материала матрицы, в качестве шлифовальных материалов использовали алмазные эластичные диски зернистостью от 125/100 до 3/2 мкм с последующим полированием алмазной пастой. Структуру композита выявляли электролитическим травлением в уксусно-хлорном электролите следующего состава: 1000 см^3 ледяной уксусной кислоты CH_3COOH и 70 см^3 хлорной кислоты HClO_4 , а также химическим травлением в 10%-м растворе H_3PO_4 . Для выявления в нанослойной фольге слоев Ni/Al использовали методы селективного химического травления в реактиве Васильева.

Микроструктурные исследования выполняли на микроскопах МИМ-8, Neophot, сканирующем электронном микроскопе «CamScan4», оснащенном энергодисперсионным микроанализатором «Energy 200» для определения химического состава исследуемого участка шлифа. Твердость образцов измеряли на приборе «Роквелл» при нагрузке 600 Н, микротвердость — на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,2 Н.

Образцы исходного КМ $\text{AMg5} + 27\% \text{ Al}_2\text{O}_3$, а также сварных соединений испытывали на растяжение с использованием стандартных образцов МИ-12 (тип 1 по ГОСТ 6996–66).

Результаты и их обсуждение. На рис. 2 представлены микроструктуры многослойного конденсата Ni/Al состава 77Ni–23Al мас. %, состоящего из слоев никеля и алюминия толщиной соответственно 0,05 и 0,07 мкм. Видно, что границы между слоями достаточно резкие, т. е. электронно-лучевая технология обеспечивает формирование слоистых конденсатов с разделенными элементами, способными к реакционной диффузии.

Кроме того, контакт между слоями создает условия для протекания в таких материалах реакции синтеза, развивающейся с высокой скоростью. На рис. 2, б представлена микроструктура фольги

после протекания в ней твердофазной реакции, которая развивалась по схеме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. В результате протекания этой реакции в фольге формируется консолидированная компактная структура с размером зерен менее 1 мкм.

КМ $\text{AMg5} + 27\% \text{ Al}_2\text{O}_3$ был изготовлен литейным способом — замешиванием дисперсных упрочняющих частиц Al_2O_3 в расплав материала матрицы с последующим прессованием [10]. В исходном состоянии (рис. 3, а) КМ представляет собой α -твердый раствор алюминия с равномерно распределенными дисперсными интерметаллидными включениями, присущими матричному алюминиевому сплаву, и армирующими частицами оксида алюминия. Частицы Al_2O_3 угловатой формы, темно-серого цвета, размером 3...15 мкм и межчастичным расстоянием 3...20 мкм достаточно равномерно распределены в объеме матрицы. Основными

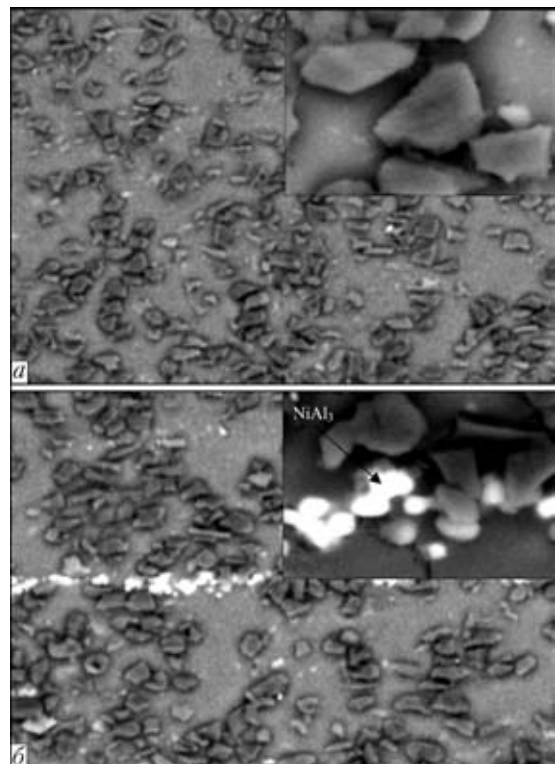


Рис. 3. Микроструктуры ($\times 300$) КМ в исходном состоянии (а) и в зоне сварного соединения (б); в правых верхних квадратах $\times 1500$

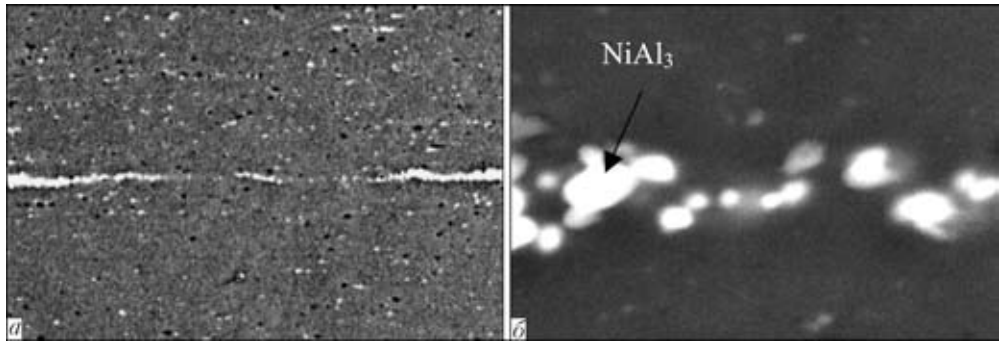


Рис. 4. Микроструктуры зоны соединения сплава АМг6: а — $\times 300$; б — $\times 3000$

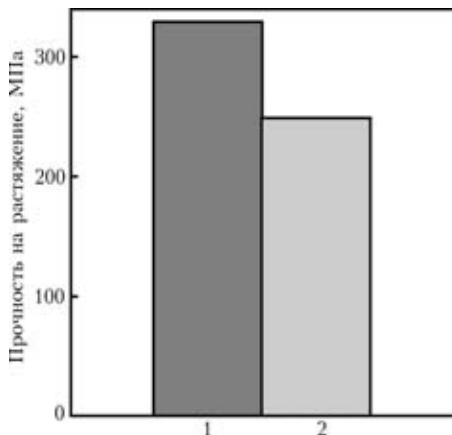


Рис. 5. Прочность образцов из исходного материала (1) и сварного соединения с нанослойной прослойкой Ni/Al (2) при испытании на разрыв

дефектами в КМ являются поры и несплошности в области скопления частиц, что оказывает отрицательное влияние на свойства материала. По сравнению со сваркой плавлением при сварке в твердой фазе подобные дефекты основного металла в меньшей степени влияют на качество соединений.

На рис. 3, б представлена микроструктура зоны сварного соединения КМ, полученного способом ДСВ с использованием многослойной фольги Ni/Al. Температура нагрева при сварке составляла 520 °С с последующей выдержкой в течение 5 мин. В отличие от структуры исходного материала (рис. 3, а) в зоне соединения сформировалась цепочка выделений, локальный анализ химического состава которых показал, что они близки к составу интерметаллида $NiAl_3$ (39,5Ni–60,5Al мас. %). Кроме того, в процессе ДСВ характер распределения и морфология армирующих частиц Al_2O_3 в прилегающих к шву областях не нарушается, агломерации армирующих частиц не наблюдается.

Следует отметить, что по сравнению с исходным составом фольги синтез интерметаллида, обогащенного алюминием, является следствием высокой диффузионной подвижности никеля в алюминии. Следовательно, твердофазные реакции в нанослойной прослойке, инициируемые нагревом до температуры сварки, активируют реакцию

диффузию не только в самой пленке, но и в поверхностных слоях соединяемых заготовок.

Для выяснения возможного влияния частиц Al_2O_3 , упрочняющих КМ, на диспергирование интерметаллидной прослойки, образующейся в результате реакции синтеза при неоднородной пластической деформации в зоне соединения и их локальном механическом воздействии на прослойку, были проведены эксперименты по ДСВ алюминиевого сплава, близкого по составу к матричному КМ — сплаву АМг6.

В исходном состоянии сплав АМг6 представляет собой α -твердый раствор алюминия, в котором присутствуют дисперсные частицы β -фазы (Al_3Mg_2), а также могут быть $AlMg_2Mn$, $Al_6(FeMn)$; Mg_2Si , $\alpha(FeSiMn)$, Al_3Fe размером, как правило, менее 1 мкм (рис. 4, а).

На рис. 4 представлена микроструктура зоны соединения образцов из сплава АМг6, полученного с использованием многослойной фольги Ni/Al указанного выше состава. В процессе ДСВ в многослойной фольге происходит реакция твердофазного синтеза интерметаллида, которая сопровождается фрагментацией фольги на отдельные включения размером 2...5 мкм, распределенные равномерно вдоль сварного шва. Из сопоставления микроструктур сварных соединений КМ и сплава АМг6 видно, что степень фрагментации интерметаллидных включений в обоих случаях близка.

Таким образом, в процессе сварки сплава АМг6 так же, как и в КМ, прослойка фрагментируется на отдельные дисперсные частицы, что обусловлено особенностями протекания твердофазной реакции в условиях интенсивной пластической деформации материала, которая развивается под действием давления и локализована главным образом в зоне соединения, и не связано с наличием в КМ упрочняющих частиц Al_2O_3 .

Механические испытания сварных соединений КМ, полученных ДСВ с помощью нанослойной прослойки Ni/Al, показали, что их прочность равна 249 МПа, что составляет 76 % прочности основного металла (рис. 5). Полученные результаты свидетельствуют, что прослойки с подобной структурой не только активизируют процессы, обеспечивающие диффузионную сварку КМ, но



и не приводят к существенному снижению прочностных свойств сварного соединения КМ.

Из анализа полученных результатов видно, что путем вариации структуры и состава прослойки, термического цикла процесса диффузионной сварки и приложения давления можно оптимизировать параметры ДСВ для достижения необходимого уровня механических характеристик сварных соединений КМ.

Выводы

1. На примере КМ на основе алюминиевого сплава АМг5, упрочненного дисперсными частицами Al_2O_3 в количестве 27 %, показано, что нанослойные прослойки в виде фольги, имеющие высокую диффузионную активность, обеспечивают при ДСВ в вакууме получение неразъемных соединений без нарушения сплошности и равномерное распределение упрочняющей фазы в зоне соединения.

2. Активизация процесса соединения происходит благодаря протеканию в объеме нанослойной прослойки твердофазной реакции синтеза интерметаллидной фазы $NiAl_3$, которая в условиях нагрева под давлением фрагментируется и растворяется в матричной фазе основного материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке в рамках национальной программы «Наносистемы, наноматериалы и нанотехнологии» (проект № 111/06-Н).

It is shown that the presence of an interlayer between the surfaces being joined leads to formation of a strong (about 70 % of strength of the base metal) bond with no change in uniformity of distribution of the reinforcing particles (Al_2O_3). An activating effect of the interlayer on the process of diffusion bonding is provided by the reaction of synthesis to form the $NiAl_3$ intermetallic phase within the bond zone, the phase being fragmented and dissolved in the matrix phase of the composite under the heating and pressure conditions.

1. *Сварка в самолетостроении* / Г. А. Кривов, В. Р. Рябов, А. Я. Ищенко и др. — Киев: МИИВЦ, 1998. — 696 с.
2. *Взаимодействие* металлических расплавов с армирующими наполнителями / Т. А. Чернышова, Л. И. Кобелева, П. Шебо и др. — М.: Наука, 1993. — 272 с.
3. *Исследование* свариваемости дисперсно-упрочненного композиционного материала $Al+SiC$ / В. Р. Рябов, А. Н. Муравейник, В. П. Будник и др. // *Автомат. сварка*. — 2001. — № 11. — С. 15–19.
4. *Исследование* структуры сварных соединений дисперсно-упрочненного алюминиевого сплава / В. Р. Рябов, А. Н. Муравейник, Андр. А. Бондарев и др. // *Технология легких сплавов*. — 1999. — № 1/2. — С. 139–144.
5. *Soldadura por difusion de peliculas de oro electrodepositadas sobre aluminio* / F. A. Calvo, A. J. Criado, J. M. Gomes de Salara // *Rev. Soldadura*. — 1987. — 17, № 2. — P. 71–77.
6. *Массоперенос* при сварке давлением с применением ультрадисперсного порошка никеля / А. В. Люшинский, В. Ф. Мазанко, М. Н. Белякова и др. // *Свароч. пр-во*. — 1999. — № 6. — С. 10–14.
7. *Лашко С. В., Сухачева Г. Н.* Контактно-реактивная пайка алюминия и его сплавов // *Пайка в машиностроении*. — Рига: ЛатИНТИ, 1968. — С. 15–24.
8. *Modeling and characterizing the propagation velocity of exothermic reactions in multilayer foils* / A. B. Mann, A. J. Gaven, M. E. Reiss et al. // *J. Appl. Phys.* — 1997. — 82, № 3. — P. 1178–1188.
9. *Structure and property relationships in microlaminate Ni–Cu and Fe–Cu condensates* / R. F. Bunshah, R. Nimmagadda, H. J. Doerr et al. // *Thin Solid Films*. — 1980. — 72, № 2. — P. 261–275.
10. *Состояние* и перспективы развития производства композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов, армированных керамическими частицами / Б. И. Бондарев, И. С. Полькин, В. С. Романова, Е. М. Трубкина // *Сб. науч. тр.* — Ин-т электросварки им. Е. О. Патона. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1991. — С. 52–57.

Поступила в редакцию 04.12.2006

ИНСТИТУТ ЭЛЕКТРОСВАРКИ им. Е. О. ПАТОНА НАН УКРАИНЫ

объявляет ежегодный набор в

ДОКТОРАНТУРУ по специальностям:

- ✓ *сварка и родственные процессы и технологии*
- ✓ *автоматизация процессов управления*
- ✓ *металловедение и термическая обработка металлов*
- ✓ *металлургия черных и цветных металлов и специальных сплавов*
- ✓ *диагностика материалов и конструкций*

АСПИРАНТУРУ по специальностям:

- ✓ *сварка и родственные процессы и технологии*
- ✓ *автоматизация процессов управления*
- ✓ *металловедение и термическая обработка металлов*
- ✓ *металлургия черных и цветных металлов и специальных сплавов*
- ✓ *диагностика материалов и конструкций*

Прием в аспирантуру проводится в сентябре месяце. Контактный телефон: **289-84-11**.
 Подробная информация на сайте института (раздел аспирантура): [www:pfton.kiev.ua](http://www.pfton.kiev.ua)
 Документы направлять по адресу: **03680, Украина, Киев-150, ГСП, ул. Боженко, 11**
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, ученому секретарю